

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-220577

(43)Date of publication of application : 09.08.1994

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
B22D 11/128
C22C 38/16

(21)Application number : 05-010861

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 26.01.1993

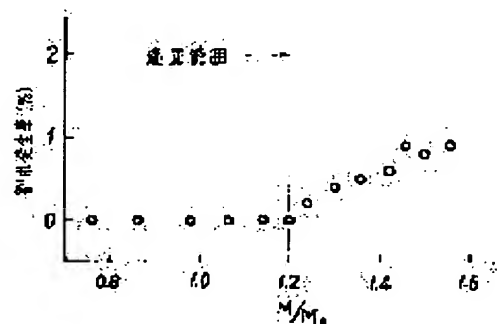
(72)Inventor : MASUI SUSUMU
KOSEKI TOMOYA
AMANO KENICHI
TANIGAWA OSAMU
DESHIMARU SHINICHI

(54) HIGH TENSILE STRENGTH STEEL EXCELLENT IN HIC RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a high tensile strength steel plate excellent in toughness and HIC resistance by specifying a composition consisting of C, Si, Mn, Cu, Ni, Al, P, S, N, O, and Fe and also controlling the amount of segregation of Mn.

CONSTITUTION: This steel plate has a composition consisting of, by weight, 0.01-0.20% C, $\leq 0.40\%$ Si, 0.5-2.5% Mn, $\leq 2.0\%$ Cu, $\leq 1.5\%$ Ni, 0.005-0.1% Al, $\leq 0.02\%$ P, $\leq 0.005\%$ S, $\leq 0.008\%$ N, $\leq 0.005\%$ O, and the balance essentially Fe and further containing, if necessary, one or more kinds among 0.005-0.10% Nb, 0.003-0.20% Ti, 0.01-0.10% V, $\leq 1.0\%$ Cr, 0.05-1.0% Mo, $\leq 0.002\%$ B, 0.0005-0.0050% Ca, and 0.001-0.02% REM. Further, the ratio of Mn content M in a segregation ozone to average Mn content M_0 is controlled to ≤ 1.20 . The control of the amount of segregation of Mn is done by applying prescribed forging to the part in the vicinity of crater end at the time of continuous casting.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-220577

(43)公開日 平成6年(1994)8月9日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 F			
	W			
B 2 2 D 11/128	3 5 0 A	7362-4E		
C 2 2 C 38/16				

審査請求 未請求 請求項の数3 O L (全 8 頁)

(21)出願番号 特願平5-10861

(22)出願日 平成5年(1993)1月26日

(71)出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72)発明者 増井 進

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 小関 智也

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究本部内

(74)代理人 弁理士 杉村 暁秀 (外5名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 耐H I C特性に優れた高張力鋼及びその製造方法

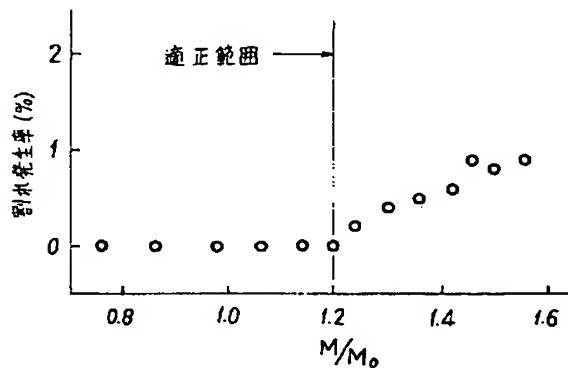
(57)【要約】

【構成】C : 0.01~0.20%、Si : 0.40%以下、Mn : 0.5~2.5%、Cu : 2.0%以下、Ni : 1.5%以下、Al : 0.005~0.1%、P : 0.02%以下、

S : 0.005%以下、N : 0.008%以下、

O : 0.005%以下を含有し、残部は実質的にFeの組成にし、かつ鋼中平均Mn含有量 M_0 に対する偏析部のMn含有量 M の比 M/M_0 を1.20以下とする。

【効果】耐H I C特性はいうまでもなく、靱性にも優れた高張力鋼を得ることができ、海洋構造物、ラインパイプ、圧力容器及び橋梁などの用途に供して偉効を奏する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C：0.01～0.20wt%、 Si：0.40wt%以下、

Mn：0.5～2.5 wt%、 Cu：2.0 wt%以下、
Ni：1.5 wt%以下、 Al：0.005～0.1 wt%、
P：0.02wt%以下、 S：0.005 wt%以下、
N：0.008 wt%以下、 O：0.005 wt%以下

を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、かつ鋼中平均Mn含有量M₀。に対する偏析部のMn含有量Mの比M/M₀が1.20以下であることを特徴とする耐HIC特性に優れた高張力鋼板。

【請求項2】 C：0.01～0.20wt%、 Si：0.40wt%以下、

Mn：0.5～2.5 wt%、 Cu：2.0 wt%以下、
Ni：1.5 wt%以下、 Al：0.005～0.1 wt%、
P：0.02wt%以下、 S：0.005 wt%以下、
N：0.008 wt%以下、 O：0.005 wt%以下

を含有し、さらに、
Nb：0.005～0.10wt%、 Ti：0.003～0.20wt%、
V：0.01～0.10wt%、 Cr：1.0 wt%以下、
Mo：0.05～1.0 wt%、 B：0.002 wt%以下、
Ca：0.0005～0.0050wt%、 REM：0.001～0.02wt%
のうちから選んだ1種又は2種以上を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、かつ鋼中平均Mn含有量M₀。に対する偏析部のMn含有量Mの比M/M₀が1.20以下であることを特徴とする耐HIC特性に優れた高張力鋼板。

【請求項3】 C：0.01～0.20wt%、 Si：0.40wt%以下、

Mn：0.5～2.5 wt%、 Cu：2.0 wt%以下、
Ni：1.5 wt%以下、 Al：0.005～0.1 wt%、
P：0.02wt%以下、 S：0.005 wt%以下、
N：0.008 wt%以下、 O：0.005 wt%以下

を含有し、残部は実質的にFeの組成になる溶鋼を、連続鋳造したのち、熱間圧延を施すこととなる高張力鋼板の製造方法において、上記溶鋼の連続鋳造に際し、鋳片の内部溶鋼が凝固を完了するクレーターエンド近傍にて、鋳片中央部のMn含有量Mと溶鋼平均Mn含有量M₀。との比M/M₀が1.20以下となる鍛圧加工を施すことを特徴とする耐HIC性に優れた高張力鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、海洋構造物、ラインパイプ、圧力容器及び橋梁等の用途に用いて良好な耐HIC特性に優れた高張力鋼及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、H₂Sを多量に含む天然ガスや原油の需要が増大しているが、それに伴って、それらの採油、精製、輸送等に用いられるラインパイプや油井管等

に油もれや破壊事故がしばしば発生した。そこで、このような事故の発生原因について調査が行われた結果、かかる事故は鋼材に発生する水素誘起割れ(HIC)に起因することが判明した。従って、かような用途に用いられる鋼材では、耐HIC性がとくに重要な特性となっている。

【0003】HICについては、これまでに多くの研究がなされ、その発生機構はかなりのところまで解明されている。すなわち、HICの発生機構は、鋼材中に侵入したHが、鋼材中のMnSやクラスター状の酸化物系介在物等を集積後、分子化してH自身の脆化作用と分子化圧力が割れ開口を生ぜしめることによって起こり、さらに割れが伝播して大きく危険な割れに至らしめるとされている。とくに偏析帯などでは割れ伝播を助長される。

【0004】HICの防止策としては、以下に述べるような方法が提案されている。

(1) Ni, Cu及びCr等の添加により表面の腐食作用を抑制する。

(2) 圧延により伸長して割れ感受性を上昇させるMnSを、Ca, REM等の添加によってCaSやREM硫化物として、圧延後も球状化状態を保ち、割れ感受性を下げる(例えば特開昭53-14606号公報、特開昭54-38214号公報)。

(3) Mn, P及びS量を減じるか、あるいは均熱拡散処理を圧延前に行って偏析度を軽減する(特開昭52-111815号公報、特開昭50-97515号公報)。

(4) 圧延後の熱処理、あるいは最近では加工熱処理技術(TMCP)により偏析部のミクロ組織を改善する(例えば特開昭62-112722号公報、特公昭62-23056号公報、特公昭62-35452号公報)。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、現在では、CO₂やH₂S含む一層厳しい環境下での使用が考えられ、かような悪環境に耐え得る性能を有する鋼材が要求されている。かかる厳しい環境での抵抗力の評価は、低いpHのNACE溶液(5%NaCl+0.5%CHOOH+飽和H₂S)を用いた浸漬試験で行われるが、先に掲げた従来法はいずれも、以下に述べるとおり、必ずしも十分な効果を発揮することができず、決定的な防止法はまだ見出されていないのが現状である。

【0006】すなわち、上記(1)のNi, Cu, Cr等を添加する方法では、たとえばCuの場合pHが5以上でなければその効果が発揮されない。また(2)のCa, REM添加法についても、不純物が集積しやすい鋼材の中心部ではMnSの完全な球状化が困難なため、より厳しいサワー環境すなわちでは、十分な防止策とはならない。というのはMnSの完全球状化を目的として、Ca, REMを多量に添加すると、それにより鋼材中心部以外のクラスター状非金属介在物(以下介在物という)の量が増加し、かえってHIC感受性が上昇するからである。さらに(3)の偏析元

素の均熱拡散処理は、コスト面で不利である。P、Sの低減を前提としても、Mnの減量は鋼材強度確保の面から限度があり、ここで問題にするような厳しいサワー環境には対応困難である。またさらに(4)の圧延後の熱処理やTMCPの利用は有効な場合はあるものの、前者は特に大量生産時の能力面で限度があり、また後者においても制御能力には自ずと限度がある。

【0007】この発明の目的は、上述したような従来技術では十分に対処しきれない、より厳しいサワー環境でのHICの発生を効果的に防止し得る耐HIC特性に優れた高張力鋼を、その有利な製造方法と共に提案するところにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】さて発明者は、上述したより厳しいサワー環境下で生じるHICについて鋭意研究を重ねた結果、HICは鋼材中に偏析しているMnの量と強い相関があり、その濃度を規制することによって耐HIC特性を飛躍的に向上できることを新たに見出した。この発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0009】すなわちこの発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C: 0.01~0.20wt% (以下単に%で示す)、Si: 0.40%以下、Mn: 0.5~2.5%、Cu: 2.0 wt%以下、Ni: 1.5 wt%以下、Al: 0.005~0.1%、P: 0.02%以下、S: 0.005%以下、N: 0.008%以下、O: 0.005%以下を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、かつ鋼中平均Mn含有量M₀に対する偏析部のMn含有量Mの比M/M₀が1.20以下であることを特徴とする耐HIC特性に優れた高張力鋼板(第1発明)。

【0010】2. C: 0.01~0.20%、Si: 0.40%以下、Mn: 0.5~2.5%、Cu: 2.0%以下、Ni: 1.5%以下、Al: 0.005~0.1%、P: 0.02%以下、S: 0.005%以下、N: 0.008%以下、O: 0.005%以下を含有し、さらに、Nb: 0.005~0.10%、Ti: 0.003~0.20%、V: 0.01~0.10%、Cr: 1.0%以下、Mo: 0.05~1.0%、B: 0.002%以下、Ca: 0.0005~0.0050%、REM: 0.001~0.02%のうちから選んだ1種又は2種以上を含有し、残部は実質的にFeの組成になり、かつ鋼中平均Mn含有量M₀に対する偏析部のMn含有量Mの比M/M₀が1.20以下であることを特徴とする耐HIC特性に優れた高張力鋼板(第2発明)。

【0011】3. C: 0.01~0.20%、Si: 0.40%以下、Mn: 0.5~2.5%、Cu: 2.0%以下、Ni: 1.5%以下、Al: 0.005~0.1%、P: 0.02%以下、S: 0.005%以下、N: 0.008%以下、O: 0.005%以下を含有し、残部は実質的にFeの組成になる溶鋼を、連続鋳造したのち、熱間圧延を施すことからの高張力鋼板の製造方法において、上記溶鋼

の連続鋳造に際し、鋳片の内部溶鋼が凝固を完了するクレーターエンド近傍にて、鋳片中央部のMn含有量Mと溶鋼平均Mn含有量M₀との比M/M₀が1.20以下となる鍛圧加工を施すことを特徴とする耐HIC性に優れた高張力鋼の製造方法(第3発明)。

【0012】以下、この発明の基礎となった実験結果について述べる。取鍋中溶鋼のMn含有量M₀と凝固後の鋳片厚み中央部におけるMn含有量Mとの比M/M₀を種々変化させたものについて、HIC試験を行った。なおHIC試験は、(5%NaCl + 0.5%CH₃COOH + 飽和H₂S、液pHはおよそ3.0)のNACE溶液中に96時間浸漬する条件で行い、試験後の割れ発生は超音波探傷により測定した。

【0013】図1に、割れ発生率とM/M₀との関係を示す。同図から明らかなように、M/M₀が1.20を超えると割れが発生する。この理由は、M/M₀が1.20を超えると、その部分いわゆる偏析帯が著しく硬化し、HICの発生及び伝播を助長するためであると考えられ、サワー環境下でも良好な耐HIC特性を有する鋼材を得るためにはM/M₀を1.20以下に制御することが肝要である。このようにこの発明鋼では、従来、十分に対応できなかった低pHのNACE溶液のような厳しい環境下でも、耐HIC特性を飛躍的に向上することができる。

【0014】

【作用】次に、この発明において鋼の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C: 0.01~0.20%

Cは、溶接性及び低温靱性を低下させるので0.20%を上限とした。一般に、小入熱溶接部は硬化し易く各種の割れが発生する。これらを防止するためには、鋼の硬化性を低くすることが有効かつ必要である。また、多層溶接部の熱影響部に生成する島状マルテンサイトの生成を抑制するにはCが低いことが望ましい。このためにCの上限を0.20%としたのであり、この上限値を超えると、溶接性及び低温靱性が劣化する。また一方で、Cは重要な強化元素であり、極端な低減は強度不足を招くので、下限を0.01%とした。なお、この発明の特徴が最も良く発揮される範囲は0.02~0.08%である。

【0015】Si: 0.40%以下

Siは、脱酸剤として有用なだけでなく、強化元素として強度の向上に有効に寄与するが、過剰の添加は溶接性及び溶接部の靱性を劣化させるので、上限を0.4%とした。とくに靱性への要求が厳しい場合に、Siを0.15%を超えて含有させると、島状マルテンサイトの生成を抑制し難く、その結果、多層溶接特有の積層パスによる焼戻し硬化が低減して、溶接熱影響部の局所脆化域の靱性向上が期待できなくなる。従って、好ましいSi含有量は0.15%以下である。

【0016】Mn: 0.5~2.5%

Mnは、焼入れ性を向上させる元素であり、強度・靱性確保のため添加するが、0.5%以下では鋼の十分な焼入れ

性を確保できず、一方 2.5%を超えると熱影響部が硬化して低温割れ感受性が上がり、現地での溶接施工性を害するので、0.5~2.5%の範囲とした。ところでこの発明では、Mn含有量につき、板厚中央部の偏析部におけるMn含有量M₀、鋼中平均Mn含有量M₁に対する比M₀/M₁を1.20以下に抑制することがとりわけ重要である。というのは、M₀/M₁が1.20を超えると、その部分いわゆる偏析帯が著しく硬化し、HICの発生及び伝播を助長するからである。

【0017】Cu: 2.0%以下

Cuは、析出強化により鋼の強度を飛躍的に向上させ得る元素であるが、2.0%を超えて含有させると熱影響部の硬化性を上昇させ溶接割れ感受性を上げるので、2.0%以下の範囲とした。

【0018】Ni: 1.5%以下

Niは、比較的溶接性を害することなく母材の強度と靱性を向上させる元素であり、またCuを含有する鋼の熱間圧延中におけるCu割れ防止にも有効に寄与する。しかし、1.5%を超えると、熱影響部の焼入れ性が高まり、硬化性が上昇するので、1.5%以下の範囲とした。

【0019】Al: 0.005~0.1%

Alは、Siと同様、脱酸に有効に寄与し、この種のAlキルド鋼に必然的に含有される元素であるが、含有量が0.005%を下回ると充分な脱酸ができず母材の靱性が劣化し、一方0.1%を超えると鋼の清浄度が低下するので、0.005~0.1%の範囲に限定した。

【0020】P: 0.02%以下

Pは、中心偏析を助長する元素であるので、その含有は極力低減する方が好ましいが、経済性の観点から0.02%以下とした。この量を超えると軽度の中心偏析でも局部的に異常組織となり割れが助長される。

【0021】S: 0.005%以下

Sは、MnSを生成することによってHIC感受性を高める有害元素であり、含有量が0.005%を超えるとその悪影響が顕在化する。従ってSの含有量は0.005%以下とした。

【0022】N: 0.008%以下

Nは、析出強化を助長する元素ではあるが、HAZ靱性及び溶接金属の靱性の観点から0.008%以下とした。

【0023】O: 0.005%以下

Oは、HICの発生起点となる酸化物系介在物のクラスター生成を極力低減する観点から、0.005%以下とした。

【0024】以上、基本成分について説明したが、この発明ではさらに以下の元素を所定の範囲で添加することもできる。

Nb: 0.005~0.10%

Nbは、圧延時にオーステナイト域ではNb(C, N)として析出し、そのピンニング効果によって再結晶粒の粗大化を防止する元素であり、最終的に微細組織を得るため

に効果的な元素である。しかしながら含有量が、0.005%未満では十分にその効果が得られず、一方0.10%を超えると熱影響部の焼入れ性が上がり溶接割れ感受性が上昇するので、0.005~0.10%の範囲とした。

【0025】Ti: 0.003~0.20%

Tiは、炭化物の形成による析出強化元素であると同時に、窒化物の形成によって熱影響部の結晶粒粗大化を抑制して靱性の劣化を防止する元素でもある。ここに、所望の析出強化を発現させるためには少なくとも0.003%の添加が必要であり、一方0.20%を超えると析出量が過多となり靱性の劣化を招くので、0.003~0.20%の範囲とした。

【0026】V: 0.01~0.10%

Vは、フェライト中への固溶によって鋼を強化する元素であるが、0.01%未満ではその効果が不十分であり、一方0.10%を超えると熱影響部の多層熱サイクルをうける箇所が析出によって脆化するので、0.01~0.10%の範囲とした。

【0027】Cr: 1.0%以下

Crは、圧延組織のベイナイトの生成を促進させ、強度・靱性の向上に有効に寄与する。また0.5%以上の添加により、耐炭酸ガス腐食性の向上にも寄与する。しかしながら、1.0%を超えると溶接部の硬化性を増大させ靱性及び耐溶接割れ性の低下を招くので、1.0%以下の範囲とした。

【0028】Mo: 0.05~1.0%

Moは、ベイナイトの生成を促進させ、強度・靱性の向上に寄与する有用元素であるが、含有量が0.05%に満たないとその添加効果に乏しく、一方1.0%を超えて含有されると熱影響部の硬化性を高め靱性を劣化させる。特に多層溶接では、再熱部にMoの炭化物が析出して靱性を劣化させるので、0.05~1.0%の範囲とした。

【0029】B: 0.002%以下

Bは、焼入れ性の向上ひいては母材の強度・靱性の向上に有効に寄与するが、0.002%を超えると熱影響部の硬化を招くため、上限を0.002%とした。

【0030】Ca: 0.0005~0.0050%

Caは、MnSを球状化させることにより衝撃値を向上させる有用元素であるが、0.0005%未満ではその効果が実用上乏しく、一方0.0050%を超える添加は鋼板の清浄度を損ない耐HIC特性や靱性に悪影響を及ぼすので、0.0005~0.0050%の範囲とした。

【0031】REM: 0.001~0.02%

REMは、Caと同様の効果をもつが、加えてREMの硫化物、酸化物は溶接部のボンド部においても安定して存在し、TiNと同様にオーステナイト粒の成長を効果的に抑制して靱性を向上させる。しかし、含有量が0.001%未満ではその効果が実用上なく、一方0.02%を超える添加では鋼の清浄度を損ない、また靱性に悪影響を及ぼすので、0.001~0.02%の範囲で含有させるものとした。

【0032】なお、上述したとおり、TiとREMはそれぞれオーステナイト粒の粗大化抑制効果を有するが、Ti単独あるいはREM単独に比べ、複合添加の方が多層溶接部の低温靱性の向上に一層貢献する。

【0033】以上、主として成分組成に関して、この発明の特徴とその作用について述べたが、これだけではこの発明で所期した効果を十分に得ることはできない。この発明の意図した優れた耐HIC特性を得るためには、次に述べる鋳片中のMn含有量の規制が不可欠である。すなわち、連続铸造する際、鋳片内部溶鋼が凝固を完了するクレーターエンド近傍にて鍛圧加工を施すことにより、取鍋中溶鋼のMn含有量M₀に対する鋳片板厚中央部（偏析部）におけるMn含有量Mの比M/M₀を1.20以下ですることが必要である。というのは、前述したとおり、M/M₀が1.20を超えると、その部分が著しく硬化し、HICの発生及び伝播を助長するからである。とくに、偏析帯中のMn最大濃度が2.5%以下であれば、より一層好ましい。

【0034】なお、鋳片中央部におけるMn含有量Mの測定は、EPMAを用い、例えば鋳片中央部において、40mm×40mmを、Z断面及びC断面、それぞれ2ヶ所ずつ合計4ヶ所で行えば良い。その時のEPMAの好適ビーム径は100μm程度である。

【0035】次に、製造工程について説明すると、溶鋼の連続铸造に際し、鋼片の内部溶鋼が凝固を完了するクレーターエンド近傍にて、鍛圧加工を施すことが肝要である。鍛圧加工法については特に限定しないけれども、たとえば図2に示すような構造の鍛圧装置等を用いて加

工を加えれば良い。なお図中、番号4は鋳片ストライド、5a、5bはアンビル、そして6はフレーム本体であり、導入口6a、リンク（本体側）6b及び摺動面6cを備えている。また7はスライダ、7aはリンク（スライダ側）、8はクランク軸、9は液圧手段である。

【0036】

【実施例】表1に示す化学組成になる鋼を、表2に示す製造条件で熱延鋼板とした。得られた全ての鋼板から引張試験片（L方向）及びシャルピー衝撃試験片（T方向）を採取し、鋼板の強度と靱性について測定した。また、HIC試験及びCTOD試験を行い、耐HIC特性及び溶接部靱性についても調査した。HIC試験は、（5%NaCl + 0.5%CH₃COOH + 飽和H₂S、液pHは約3.0）のNACE溶液中に96時間浸漬する条件で行い、試験後の割れ発生は超音波探傷により測定した。またCTOD試験は、5 kJ/mmの溶接入熱によるサブマージアーク溶接によりレ型開先の継手を作製し、板厚方向に生成したほぼ直線的な溶融線近傍を評価対象とした。CTOD試験片の作成及び試験は英国規格 BS 5762 (1979) に準拠して行った。図3は、CTOD試験片の採取位置を示すものであり、板厚L₁の試験板を溶接線が圧延方向となるようレ型開先で多層溶接後、両面から1mmずつ切削して板厚L₁の試験片1とした。そして溶接金属2の直線的な溶融線近傍を評価対象として、疲労予き裂3を入れた。試験は-10°Cで行った。

【0037】

【表1】

鋼号	C	Si	Mn	Cu	Ni	Al	P	S	N	O	Nb	Ti	V	Cr	Mo	B	Ca	REM	N/A	備考	
1	0.052	0.27	1.65	1.04	0.53	0.037	0.007	0.0010	0.0034	0.0027	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.14	適 合 例
2	0.068	0.22	1.51	0.97	0.81	0.041	0.008	0.0007	0.0025	0.0019	0.028	—	—	—	—	—	0.0032	—	—	1.12	
3	0.048	0.33	1.48	1.01	0.56	0.035	0.010	0.0008	0.0031	0.0022	—	0.065	—	—	—	—	0.0022	—	—	1.18	
4	0.044	0.19	1.62	1.12	0.67	0.044	0.007	0.0010	0.0022	0.0028	0.020	0.012	—	—	—	—	—	0.006	—	1.15	
5	0.072	0.08	1.42	0.88	0.63	0.032	0.007	0.0007	0.0029	0.0025	0.017	0.006	0.05	—	—	—	—	—	—	1.10	適 合 例
6	0.055	0.13	1.43	1.68	1.23	0.033	0.010	0.0010	0.0027	0.0023	0.043	0.008	—	0.55	—	—	0.0018	—	—	1.07	
7	0.035	0.25	1.05	1.24	0.78	0.043	0.007	0.0008	0.0033	0.0021	—	0.015	—	—	0.45	—	—	—	—	1.16	
8	0.110	0.37	1.41	0.74	0.53	0.036	0.008	0.0010	0.0026	0.0029	0.015	—	—	—	—	0.0013	—	0.008	—	1.13	
9	0.083	0.11	1.59	1.11	0.95	0.047	0.006	0.0009	0.0038	0.0025	0.026	—	—	—	—	—	0.0025	—	—	1.15	比 較 例
10	0.051	0.09	1.56	1.09	0.61	0.039	0.010	0.0010	0.0021	0.0031	—	0.009	—	—	—	—	—	0.006	—	1.08	
11	<u>0.230</u>	0.25	1.05	1.24	0.78	0.043	0.007	0.0008	0.0033	0.0021	—	0.015	—	—	0.17	—	—	—	—	1.38	
12	0.055	<u>0.65</u>	1.43	1.68	1.23	0.033	0.010	0.0010	0.0027	0.0023	0.012	0.008	—	0.33	—	—	0.0027	—	—	<u>1.46</u>	
13	0.068	0.22	<u>2.65</u>	0.97	0.81	0.041	0.008	0.0007	0.0025	0.0019	0.028	—	—	—	—	—	0.0015	—	—	<u>1.85</u>	比 較 例
14	0.048	0.33	1.48	<u>2.60</u>	0.56	0.035	0.010	0.0008	0.0031	0.0022	—	0.013	—	—	—	—	0.0034	—	—	<u>1.52</u>	
15	0.055	0.13	1.43	1.68	<u>1.70</u>	0.033	0.010	0.0010	0.0027	0.0023	0.012	0.008	—	0.33	—	—	—	0.009	—	<u>1.42</u>	
16	0.051	0.09	1.56	1.09	0.61	0.039	0.010	0.0010	0.0021	0.0031	—	0.009	—	—	—	—	0.0021	—	—	1.5	

鋼No	ST (℃)	FT (℃)	板厚 (mm)	Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	耐HIC 特性	vTrs (℃)	vE ₉₀ (kgf・m)	溶接部 CTOD ₁₀ (mm)	備考
1	1150	750	50	531.2	594.9	○	-125	27.2	1.81	適 合 例
2	1150	750	15	640.2	711.5	○	-94	21.1	1.94	
3	1150	780	50	515.6	606.8	○	-135	31.6	1.52	
4	1100	730	75	508.7	603.5	○	-138	32.0	1.49	
5	1200	720	100	635.2	696.9	○	-89	20.2	1.80	
6	1000	765	75	549.6	598.9	○	-118	24.7	1.43	
7	1100	735	25	603.8	660.1	○	-109	22.6	1.83	
8	1160	775	30	519.6	577.4	○	-112	23.2	1.94	
9	1100	760	25	562.3	665.6	○	-96	21.7	1.79	
10	1110	750	100	620.5	688.2	○	-88	20.0	1.96	
11	1100	750	50	708.6	786.3	×	-45	4.1	0.62	比 較 例
12	1150	740	25	566.2	607.5	×	-71	7.4	0.78	
13	1150	755	50	695.1	763.8	×	-46	4.3	0.74	
14	1150	750	25	516.4	607.2	×	-52	4.4	0.85	
15	1150	745	50	554.7	603.4	×	-58	4.2	0.79	
16	1150	750	50	631.4	697.2	×	-76	8.7	0.84	

*) ST: スラブ加熱温度。 FT: 仕上温度。 耐HIC特性 ○: 割れなし ×: 割れ発生。

【0039】表2より明らかなように、鋼No.1~10はいずれも、化学組成がこの発明の適正範囲を満足するものであり、いずれも高強度・高靱性を示し、さらに良好な耐HIC特性を呈している。これに対し、鋼No.11はC含有量が、鋼No.12はSi含有量が、鋼No.13はMn含有量が、鋼No.14はCu含有量が、鋼No.15はNi含有量が、それぞれこの発明の適正範囲外であるため、ともに溶接部靱性が低く、さらにM/M₀が適正範囲外であるため耐HIC特性も悪い。また鋼No.16は各元素の含有量は適正範囲内であるが、M/M₀が適正範囲外であるため耐HIC特性が悪い。

【0040】

【発明の効果】かくしてこの発明によれば、耐HIC特性のみならず靱性も優れた高張力鋼を得ることができ、海洋構造物、ラインパイプ、圧力容器及び橋梁などの用途に供して偉効を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】割れ発生率とM/M₀との関係を示すグラフである。

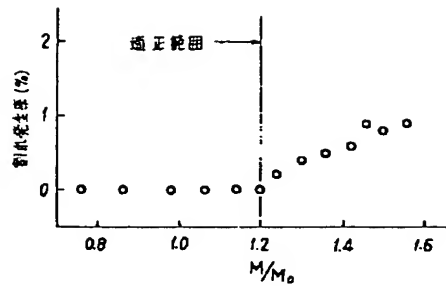
【図2】鍛圧装置の好適例を示す模式図である。

【図3】CTOD試験における試験片の採取方法を示す説明図である。

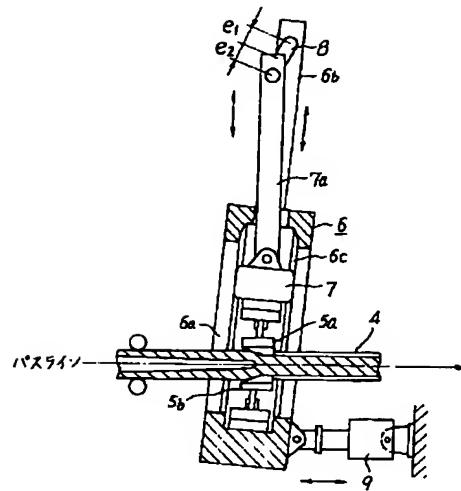
【符号の説明】

- 1 試験片
- 2 溶接金属
- 3 疲労予き裂挿入位置
- 4 鋳片ストライド
- 5 a, 5 b アンビル
- 6 フレーム本体
- 6 a 導入口
- 6 b リンク（本体側）
- 6 c 摺動面
- 7 スライダー
- 7 a リンク（スライダー側）
- 8 クランク軸
- 9 液圧手段
- L₁ 板厚
- L₂ 試験片厚さ

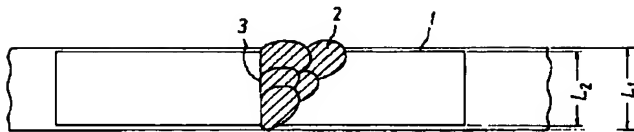
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 天野 虔一
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究本部内

(72)発明者 谷川 治
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
(72)発明者 弟子丸 慎一
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地な
し) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内